第 51 卷 第 2 期
2015 年 2 月 第249-256页
金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA
Vol.51 No.2
Feb. 2015 pp.249-256

一种新型镍基耐蚀合金与625合金异种金属焊接接头的组织和力学性能*

赵 霞[1,2] 查向东[2] 刘 扬[3] 张 龙[2] 梁 田[2] 马颖澈[2] 程乐明[3]

1) 东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110819
2) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016
3) 新奥科技发展有限公司, 廊坊 065001

摘 要 对一种新型镍基耐蚀合金X-2#与625合金手工氩弧焊接接头进行拉伸性能和硬度的测试, 并结合OM, SEM和EDS分析等手段研究了焊接接头的组织和性能. 结果表明, X-2#/625异种金属焊接焊缝重熔区等轴晶组织增多, 有利于提高焊缝区强度. X-2#合金一侧熔合区组织过渡良好, 而625合金一侧晶界有NbC和Laves相析出, 影响材料的力学性能. 热影响区在靠近重熔区附近的晶粒由于受2次热循环的影响, 出现晶粒长大现象, 而X-2#合金一侧热影响区的热稳定性较好. 625合金母材晶粒细小导致其热影响区晶粒长大明显, 从而使625合金一侧热影响区的Vickers硬度值降低. X-2#/625焊接接头在室温到700 ℃下的抗拉强度均低于2侧母材, 焊缝区为接头最薄弱环节, 断口形貌均为韧窝状的韧性断口.

关键词 X-2#/625焊接接头, 焊缝区, 熔合区, 热影响区

中图法分类号 TG142.1 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)02-0249-08

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A NEW CORROSION-RESISTING NICKEL-BASED ALLOY AND 625 ALLOY DISSIMILAR METAL WELDING JOINT

ZHAO Xia [1,2], *ZHA Xiangdong* [2], *LIU Yang* [3], *ZHANG Long* [2], *LIANG Tian* [2], *MA Yingche* [2], *CHENG Leming* [3]

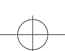
1) School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819
2) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016
3) ENN Science & Technology Development Co. Ltd., Langfang 065001

Correspondent: MA Yingche, associate professor, Tel: (024)23971986, E-mail: ycma@imr.ac.cn

Manuscript received 2014-05-27, in revised form 2014-09-22

ABSTRACT With the fast development of industry, pollution becomes a very serious problem. The industrial and life wastewater are discharged and cause the environment pollution. Supercritical water oxidation (SCWO) becomes the most effective method to treat the wastewater. But the material used in the equipment plays a key role in restricting the application of the SCWO process. Currently, during the SCWO wastewater treatment process, 304 austenitic stainless steel, Alloy 625, P91 and P92 steels are the main preheater and reactor materials. In order to reduce the serious corrosion and improve economic efficiency of the materials for this process, a new corrosion resistant Ni-based alloy X-2# alloy has been developed with an aim of replacing the previous ones. In particular, it is highly important to the related behavior of this new alloy welding with the original SCWO. Therefore, the microstructure and mechanical properties of the welding joint of the new alloy and alloy 625 with manual argon arc welding were investigated. The microstructure and fracture morphologies of the welding joint were analyzed by OM,

* 收到初稿日期: 2014-05-27, 收到修改稿日期: 2014-09-22
作者简介: 赵 霞, 女, 1989年生, 硕士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00285



SEM and EDX. The micro-hardness, tensile strength and other mechanical properties were tested and analyzed. The results indicated that more isometric crystals in remelting zone to improve the welding seam strength and the microstructure in fusion zone of X-2# side did not show welding defects. However, some NbC and Laves phases formed near the fusion zone of 625 alloy sides, which affected the mechanical properties of material. Due to the influence of two thermal cycles near the remelting zone, the grains of heat affected zone (HAZ) were easy to grow. But the thermal stability of X-2# side HAZ could reach excellent level. Fine grains of 625 parent material led to grain growth seriously in HAZ, which reduced its Vickers hardness. Because of the tensile strength of welding joints of room temperature and 500 ℃ was lower than the parent materials, the welding seam could be the weakest link. The tesile fracture of X-2#/625 dissimilar metal welding joint was dimple morphology.

KEY WORDS X-2#/625 welding joint, welding seam, fusion zone, heat affected zone

废水处理, 特别是工业废水、城市生活废水中难分解的有害有机物质、有机固体废弃物和污泥的处理成为污水处理技术中的难点[1~5]. 超临界水氧化法处理污水具有独特的技术与经济优势, 但材料的腐蚀问题成为阻碍超临界水氧化法应用的关键, 尤其是预热器或反应器使用的材料通常要求有较高的高温持久强度、较强的抗蒸汽氧化和抗腐蚀性能、优良的加工性能以及经济性等[6~8]. 目前, 材料的研发工作主要集中于铁素体/马氏体(F/M)钢、氧化物弥散强化(ODS)钢、奥氏体不锈钢和镍基合金这几类材料上. Tan 等[9]和朱发文等[10]对 Cr 钢和 P92 钢的研究结果表明, F/M 钢的腐蚀随温度的升高而明显增重, 当温度达到 600 ℃时材料表面氧化膜发生开裂现象, F/M 钢在超临界水氧化(SCWO)环境中的耐蚀性低于其他合金[11]. ODS 钢整体耐蚀性通常优于同类别的 F/M 钢, 但是与其具体元素成分有关, 高 Cr 含量的 ODS 钢耐蚀性较好, 但是低 Cr 的 ODS 钢大多耐蚀表现较差, 形成的氧化膜也与 F/M 钢类似[12~16]. 研究人员[17~22]对 TP347, HR3C, D9, 316 和 304NG 等奥氏体不锈钢在 SCWO 环境中的研究发现, 奥氏体不锈钢在 SCWO 环境中的腐蚀增重通常比 F/M 钢小, 但随着温度的升高腐蚀增重会急剧增加. 镍基合金在高温环境下有着较为广泛的使用主要是其具有较好的组织稳定性、较高的高温强度、更好的抗氧化和抗腐蚀能力. 国内外研究人员[23~26]对 625, 617, 718, C-276 和 X-750 等镍基合金在 SCWO 中的研究发现, 镍基合金表面的腐蚀增重都非常小. 所以, 镍基合金良好的耐蚀性使其更有望成为 SCWO 环境下使用的首选材料[27,28].

SCWO 法处理污水的预热器和反应器使用材料主要有 304 奥氏体不锈钢、625 合金和 P91, P92 钢等, 由于现用材料腐蚀氧化严重、使用周期短, 所以必须研究一种新合金替换现有材料. 针对上述问题, 一种含 10%Fe (质量分数)的新型镍基合金被研制成功, Fe 的加入使其成本低于 230, 617 和 740 等镍基合金. 通过初步实验发现, 新合金具有良好的高温强度、塑性和组织稳定性, 定性的常规氧化试验显示, 新合金在 760 和 1000 ℃下几乎不氧化, 其抗高温氧化性能优异, 且在磷酸根为主的环境中超临界条件下耐腐蚀性比 671, C-276 和 625 合金更有优势, 应用前景十分可观. 考虑到成本问题, 用新合金替换预热器或反应器腐蚀严重的部位更为经济有效. 因此, 研究新合金与原 SCWO 环境使用材料的焊接性尤其重要. 本工作主要研究新合金 X-2#在预热温度范围为 300~500 ℃, 压力 25 MPa, 反应温度范围 550~650 ℃, 压力 25 MPa 的环境下与 625 合金异种金属焊接接头的组织与性能, 为新合金今后的使用提供可靠的理论与数据支撑.

1 实验方法

用于异种金属焊接实验的新型镍基耐蚀合金 X-2#经过真空感应熔炼、锻造和热轧成板材后, 进行固溶处理待用. 625 合金选用直接购置的板材, 经过几道次热轧成与 X-2#合金板材相同厚度, 材料的化学成分如表 1 所示. 焊接母材均为固溶态, 其

表 1 母材的化学成分

Table1 Chemical compositions of parent materials

(mass fraction / %)

Material	C	Si	Cr	Mo	Al	W	Cu	Fe	Ti	Nb	Ni
X-2#	≤0.01	–	20.0	1.0	1.0	4.0	–	10.0	1.0	–	Bal.
625	0.038	0.16	20/23	8~10	≤0.40	–	≤0.50	≤5.0	≤0.40	3.0/4.2	Bal.

中X-2#合金固溶处理制度为1120 ℃, 30 min (水冷), 625合金固溶处理制度为1000 ℃, 60 min (水冷). 焊接工艺为手工氩弧焊, 焊接方式为双面焊, 焊丝使用材料为X-2#合金, 焊接坡口为X型坡口. 焊接电流正面和背面均为110~120 A, 焊接速度正面为130~140 mm/min, 背面为150~160 mm/min; 枪保护气流为20 L/min, 背保护气流为10 L/min.

焊接接头金相样品采用线切割沿垂直于焊接方向取样. 将所取试样沿垂直于焊接接头一面, 采用机械抛光. 选用18 mL H_2SO_4+4 g K_2MnO_4+180 mL H_2O溶液作为腐蚀剂, 试样在腐蚀剂中煮沸30 min, 取出后用草酸溶液清洗, 然后再用酒精洗净后吹干. 采用Z1m金相显微镜(OM)进行组织观察, 采用LM247AT-全自动数字显微硬度计进行显微Vickers硬度测量, 加载载荷为300 g, 承载时间15 s, 测量位置如图1中虚线位置所示, 每隔0.7 mm打1个硬度值. 拉伸试样尺寸如图2所示, 实验温度分别为20, 300, 400, 500, 600和700 ℃, 每个温度测3个样品, 取平均值. 拉伸实验在AG-5000A DCS-25T拉伸试验机上进行, 并在S-3400N型扫描电镜(SEM)上观察组织和断口形貌.

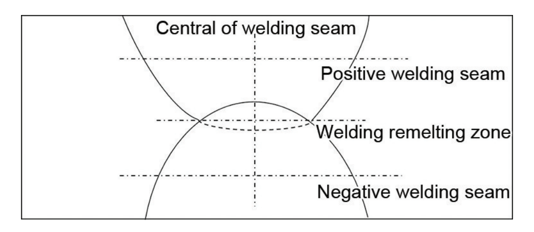


图1 焊接接头显微硬度测试位置示意图

Fig.1 Schematic of positions of welding joint for micro-hardness test

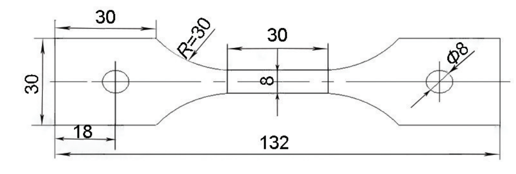


图2 拉伸试样尺寸示意图

Fig.2 Schematic of the tensile specimen (unit: mm)

2 实验结果及讨论

2.1 显微组织分析

2.1.1 *母材显微组织*　图3为X-2#/625异种金属焊接母材的OM像. 可以看出, 2种母材具有典型的奥氏体等轴晶组织, 625合金晶粒比较细小, 晶粒尺寸约为26 μm, 而X-2#合金的晶粒尺寸约为65 μm.

2.1.2 *焊缝区显微组织*　图4为X-2#/625异种金属焊接焊缝区显微组织. 由图4a可以看出, X-2#/625异种金属焊接焊缝区组织为连续冷却的铸造组织, 底部为柱状晶, 主要是以未熔化的母材金属表面为基底形核, 向焊缝顶部生长; 顶部为等轴晶组织, 等轴晶的形成与冷却速度有关, 冷却速度快, 过冷度大, 底部柱状晶还未达到焊缝顶部时, 焊缝顶部的温度已经降到结晶温度以下并形核, 形成自由长大的等轴晶. 由图4b可以看出, 靠近X-2#和625合金2侧基体的焊缝底部边缘处均为联生结晶, 焊缝重熔区下方的柱状晶组织减少, 等轴晶组织增多.

2.1.3 *熔合区显微组织*　图5为X-2#/625异种金属焊接接头熔合区及其附近的组织. 由图5a可见, X-2#合金一侧的熔合区组织过渡良好, 未见裂纹、气孔和夹杂等缺陷; 而图5b中, 625合金一侧的熔合区附近的热影响区内有析出物生成. 图5c为625合金一侧熔合区附近析出物的SEM像. 可以看出, 熔合区附近的热影响区上分布着2种形态的白色沉淀相, 分别为形状比较规则的菱形NbC碳化物和形状不规则的Laves相, 且2种沉淀相几乎都在晶

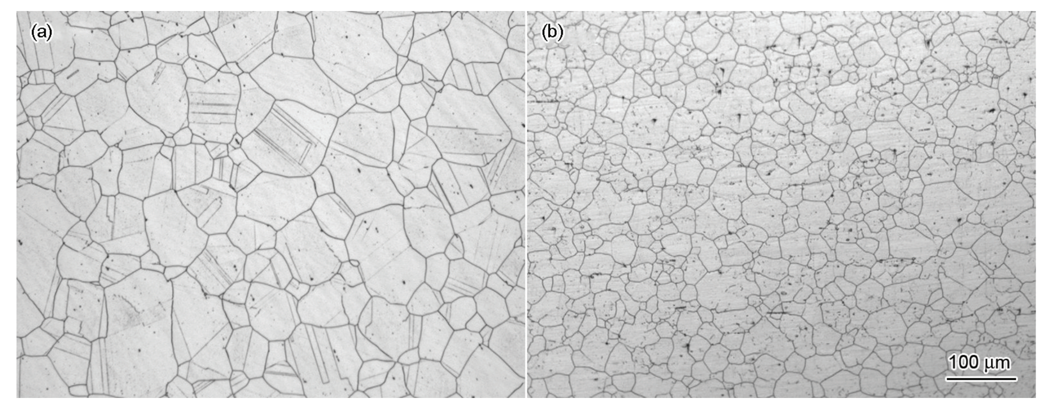


图3 X-2#/625异种金属焊接接头母材的显微组织

Fig.3 Microstructures of parent material of X-2#/625 dissimilar metal welding joint

(a) X-2# alloy　(b) 625 alloy

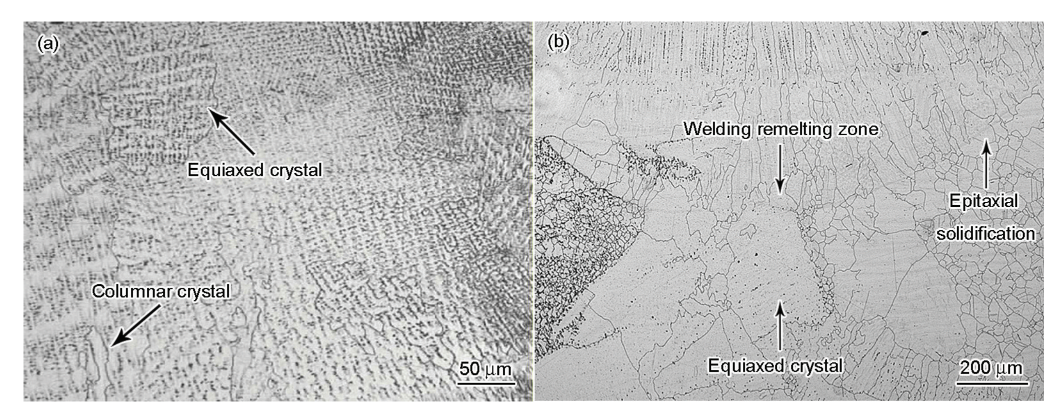


图4 X-2#/625异种金属焊接接头焊缝区的显微组织

Fig.4 Microstructures of welding seam (a) and welding remelting zone (b) of X-2#/625 dissimilar metal welding joint

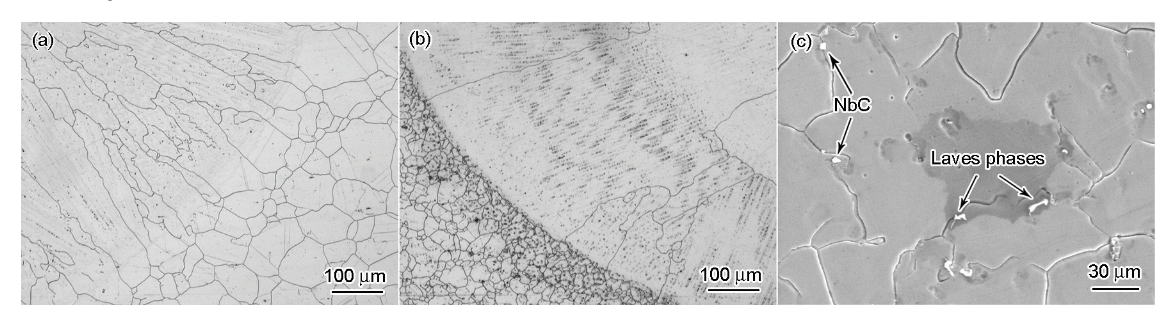


图5 X-2#/625异种金属焊接接头熔合区显微组织的OM像和析出物的SEM像

Fig.5 OM images of fusion zone on X-2# (a) and 625 (b) sides and SEM image of precipitates of 625 side fusion zone (c) of X-2#/625 dissimilar metal welding joint

界析出. 根据文献[29]报道, 当625合金含0.03%Si和0.009%C (质量分数, 下同)时, 相变为L→L+γ→L+γ+NbC→L+γ+NbC+Laves→γ+NbC+Laves; 当含0.03%Si和0.038%C时, 相变为L→L+γ→L+γ+NbC→γ+NbC; 当含0.38%Si和0.008%C时, 相变为L→L+γ→L+γ+NbC→L+γ+NbC+M_6C→L+γ+NbC+M_6C+Laves→γ + NbC + M_6C + Laves; 当含0.46% Si和0.035%C时, 相变为L→L+γ→L+γ+NbC→L+γ+NbC+Laves→γ+NbC+Laves. 因此, Si与C含量大致相同时, 生成γ+NbC; Si含量大于C含量时, 生成γ+NbC+Laves; 而当Si含量远大于C含量时, 生成γ+NbC+M_6C+Laves. 本实验用625合金的Si和C的含量分别为0.16%和0.038%, 所以在焊接热循环条件下, 625合金近缝区受热发生L→L+γ→L+γ+NbC→L+γ+NbC+Laves→γ+NbC+Laves相变, 生成NbC和Laves相. 根据图6的能谱分析可知, NbC和Laves相都与Nb和Mo元素的偏析有关, 导致元素分布不均匀. NbC在热影响区晶界处生成还可能使晶界液化而产生裂纹, 影响材料的力学性能.

2.1.4 *热影响区显微组织* 图7为X-2#/625异种金属焊接接头热影响区及其附近的组织形貌. 由图7a可以看出, X-2#合金一侧热影响区只有靠近重熔区附近的晶粒因受2次热循环的影响而出现少量晶粒明显长大现象, 而其它区域的热稳定性非常好, 没有受焊接热循环的影响而出现晶粒明显长大现象, 组织均匀, 与基体的晶粒大小一致, 孪晶特征依然明显. 图7b中, 625合金一侧的热影响区受焊接热循环影响较大, 晶粒长大明显且长大晶粒个数较多. 造成热影响区晶粒明显长大的原因是, 当基体的原始晶粒尺寸较小, 焊接热输入、焊接前塑性变形或温度梯度较大时都会有大量的晶粒长大[30], 由于625合金母材的晶粒较为细小, 所以晶粒长大趋势较为严重. 同时还发现, 在熔合区与晶粒粗化的热影响区之间还存在一定宽度晶粒细小的区域. 因为焊接熔池较小, 从而热容量较小, 且周围被散热快的冷金属包围, 因此焊缝的冷却速度非常快, 过冷度很大. 该细晶区的形成可能是由于快速加热、快速冷却, 过热度和过冷度都很大, 使近缝区的基体组织发生了相变, 相变有形核长大过程, 又由于过热度和过冷度很大, 形核率很大而又来不及长大, 因此形成了细小的晶粒.

2.2 焊接接头硬度测试

图8为X-2#/625异种金属焊接接头Vickers硬度分布图. 由图8a和b可以看出, 625合金基体硬度

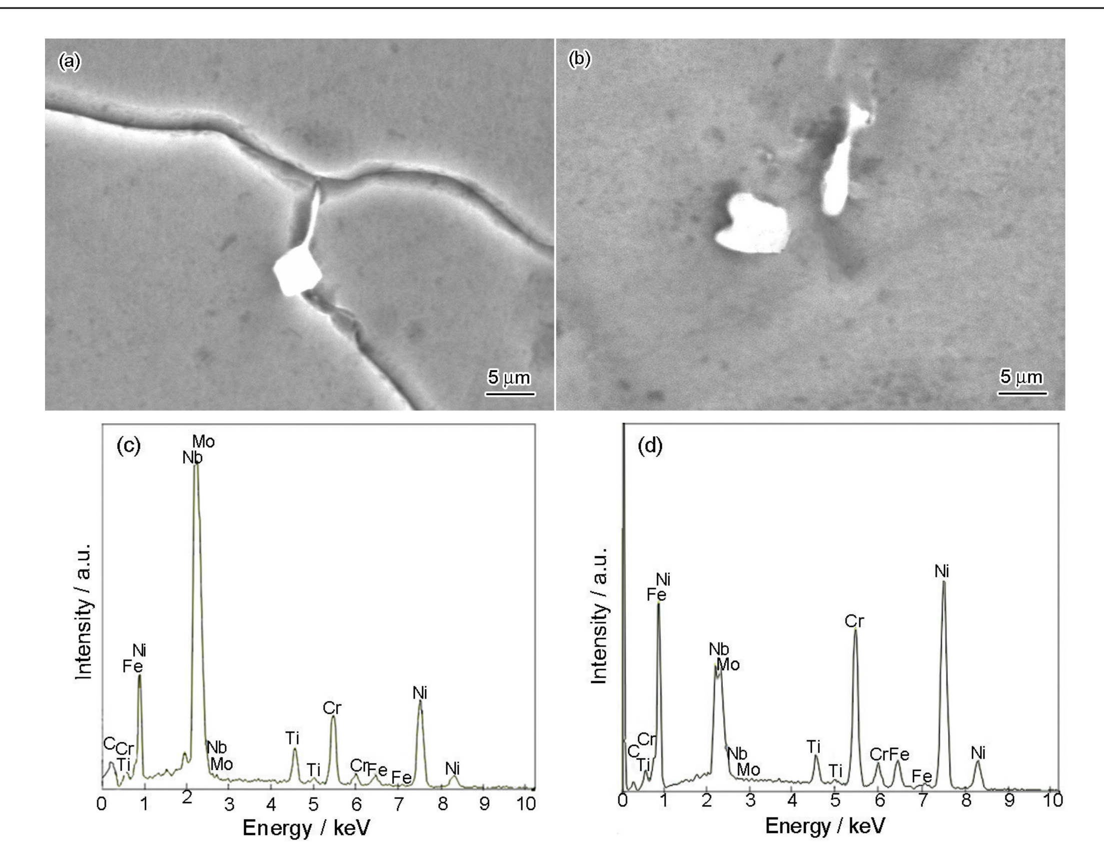


图6　625合金一侧熔合区析出物的SEM像和EDS分析

Fig.6 SEM images (a, b) and EDS analysis (c, d) of NbC (a, c) and Laves phases (b, d) on 625 side fusion zone

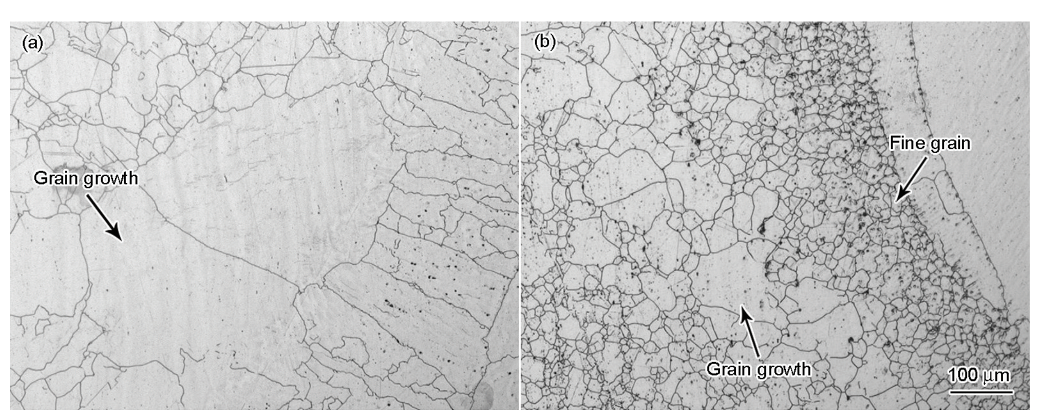


图7　X-2#/625异种金属焊接接头热影响区的显微组织

Fig.7 Microstructure of heat affected zone (HAZ) on X-2# (a) and 625 (b) sides of X-2#/625 dissimilar metal welding joint

高于X-2#合金的基体, 而焊缝区和625合金一侧的热影响区硬度值较低, 这是因为该区域晶粒粗化现象严重, 降低了热影响区的强度. 在图8c中, 双面焊焊缝重熔区的硬度低于焊接接头两侧基体. 从图8d中可以看出, 在焊缝中心区域, 双面焊重熔区的硬度明显大于正反两面焊缝区的硬度, 这是由于重熔区等轴晶组织增多而使焊缝重熔区强度提高. 所以, X-2#/625异种金属焊接接头基体的显微硬度最大, 其中625合金基体硬度大于X-2#合金基体, 其次是焊缝重熔区, 而正反2面焊缝区和625合金一侧热影响区的硬度最小.

2.3 焊接接头的力学性能

2.3.1 不同温度下的拉伸实验　　图9为X-2#/625异种金属焊接接头试样在不同温度进行拉伸实验后的宏观形貌. 可以看出, 在室温(20 ℃)和高温(300~700 ℃)下试样的断裂位置都在焊缝区, 为韧性断裂, 表明X-2#/625异种金属焊接焊缝处抗拉强度低于2侧母材. 每个拉伸试样都有颈缩现象发生, 焊缝2侧的母材也发生了微小的塑性变形.

表2为X-2#/625异种金属焊接接头试样在不同

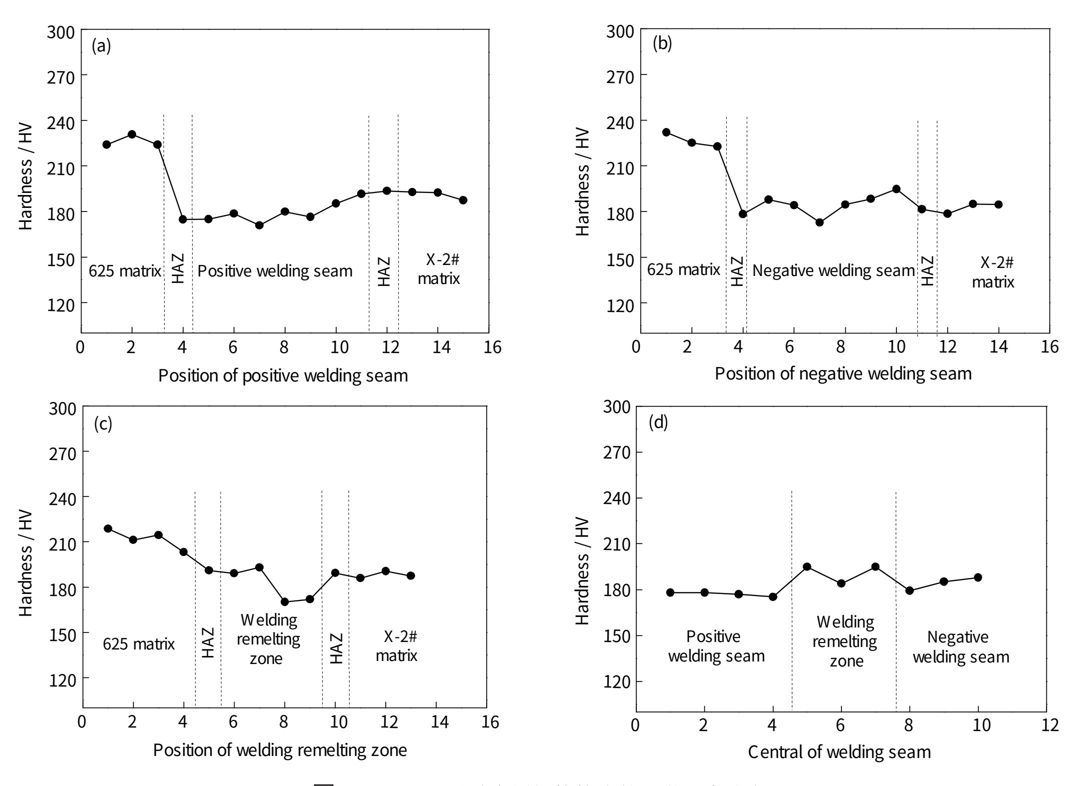


图8 X-2#/625异种金属焊接接头的显微硬度分布

Fig.8 Distribution of micro-hardness of X-2#/625 dissimilar metal welding joints

(a) positive welding seam (b) negative welding seam (c) welding remelting zone (d) central of welding seam

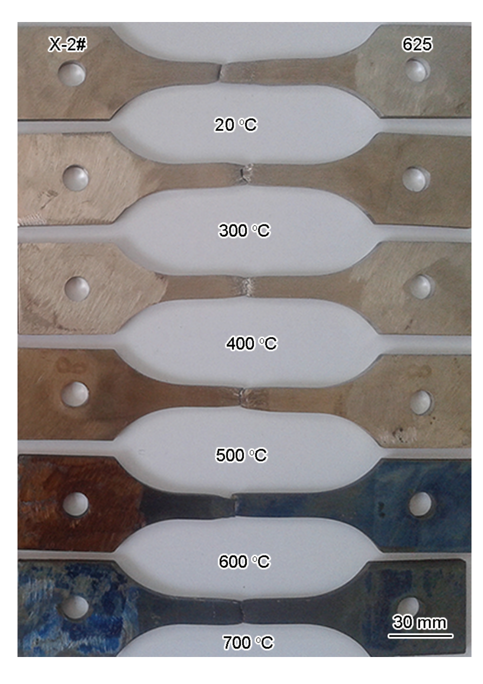


图9 X-2#/625异种金属焊接接头在不同温度进行拉伸实验后的宏观形貌

Fig.9 Macro-morphologies of X-2#/625 dissimilar metal welding joints after tensile test at different temperatures

温度进行拉伸实验后的拉伸数据. 可以看出, X-2#合金母材在各个温度下的抗拉强度均比625合金母

表2 X-2#/625异种金属焊接接头在不同温度进行拉伸实验后的力学性能

Table 2 Mechanical properties of X-2#/625 dissimilar metal welding joints after tensile test at different temperatures

Temperature ℃	R_m / MPa			η %
	X-2#	625	X-2#/625	
20	715	818	671	93.8
300	637	741	605	95.0
400	615	722	577	93.8
500	597	703	535	89.7
600	560	700	498	88.9
700	557	614	475	85.4

Note: R_m—tensile strength, η—welding coefficient

材的低, 接头强度低于2侧母材, 所以拉伸样品均在焊缝区断裂. 但是当拉伸实验温度从20 ℃升高到700 ℃时, 625合金的抗拉强度降低200 MPa左右, 而X-2#合金的抗拉强度却只降低158 MPa左右, 特别是拉伸实验温度由600 ℃升高到700 ℃时, X-2#合金的抗拉强度只降低了3 MPa, 而625合金降低了86 MPa, 说明X-2#合金高温强度较稳定.

2.3.2 断口形貌 图10为X-2#/625异种金属

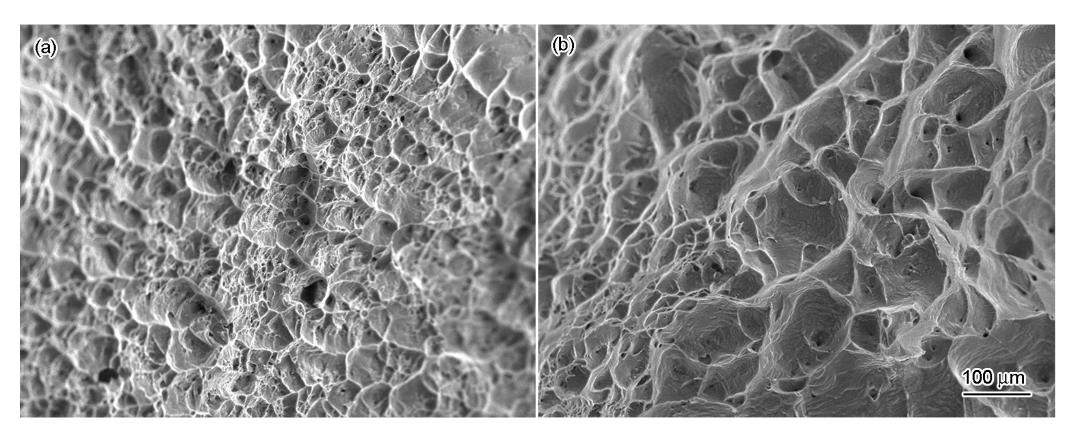


图 10　X-2#/625异种金属焊接接头在20和500 ℃进行拉伸实验后的断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of X-2#/625 dissimilar metal welding joints after tensile test at 20 ℃ (a) and 500 ℃ (b)

焊接接头在室温(20 ℃)和500 ℃下的拉伸断口形貌. 可以看出, 断口形貌均为韧窝状的韧性断口. 在20 ℃进行拉伸实验后, X-2#/625异种金属焊接接头断口的韧窝较小且较浅, 塑性较低, 强度较好; 而500 ℃下的拉伸断口韧窝较大, 塑性较好.

3 结论

(1) X-2#/625异种金属焊接接头的母材均为奥氏体等轴晶组织, 625合金和X-2#合金母材晶粒尺寸分别约为26和65 μm. 焊缝区组织均为铸态组织, 焊缝重熔区等轴晶组织增多, 强度较好. X-2#合金一侧熔合区组织过渡良好, 而625合金一侧晶界有NbC和Laves相析出; 热影响区在靠近重熔区附近的晶粒较易出现晶粒长大现象, 625合金母材晶粒细小导致其热影响区晶粒长大明显, 而X-2#合金一侧热影响区的热稳定性较好.

(2) X-2#/625异种金属焊接接头基体的显微Vickers硬度值最大, 其中625合金基体硬度大于X-2#合金基体, 其次是焊缝重熔区, 而正反2面焊缝区和625合金一侧热影响区的维氏硬度值最小.

(3) X-2#/625异种金属焊接接头在室温到700 ℃下的抗拉强度低于2侧母材, 焊缝区为接头最薄弱环节, X-2#高温强度较稳定, X-2#/625异种金属焊接接头断口形貌均为韧窝状的韧性断口.

参考文献

[1] Li F, Wang H F, Zhu D. *Shanghai J Electr Power*, 2002; 18(1): 19
(李　锋, 汪海峰, 朱　丹. 上海电力学院学报, 2002; 18(1): 19)

[2] Zhang P, Wang J C, Zhang X D, Liu X W, Xia Y J, Li Z Y. *Environ Prot Sci*, 2003; 119(29): 15
(张　平, 王景昌, 张晓冬, 刘学武, 夏远景, 李志义. 环境保护科学, 2003; 119(29): 15)

[3] Xiang B T, Wang T. *Prog Chem Ind*, 1997; (3): 28
(向波涛, 王　涛. 化工进展, 1997; (3): 28)

[4] Xu J C, Xu B B, Jiang Y, Rong X S, Chen Z Y. *Guangzhou Chem Ind*, 2013; 41(9): 10
(徐吉成, 徐滨滨, 蒋　艳, 荣新山, 陈正宇. 广州化工, 2013; 41(9): 10)

[5] Ma D Z, Zhang L, Yin D, Chen G. *Coal Technol*, 2011; 30(1): 202
(马东祝, 张　玲, 尹　迪, 陈　光. 煤炭技术, 2011; 30(1): 202)

[6] Kritzer P. *J Supercrit Fluids*, 2004; 29: 1

[7] Garcia K M, Mizia R E. In: Dan S ed., *ASME Heat Transfer Division*, New York: American Society of Mechanical Engineers, 1995: 299

[8] Garcia K M. In: Charles H ed., *International Mechanical Engineering Congress and Exhibition*, New York: American Society of Mechanical Engineers, 1996: 17

[9] Tan L, Ren X, Allen T R. *Corros Sci*, 2010; 52: 1520

[10] Zhu F W, Zhang L F, Tang R, Qiao P P, Bao Y C. *At Energy Sci Technol*, 2010; 44(8): 979
(朱发文, 张乐福, 唐　睿, 乔培鹏, 鲍一晨. 原子能科学技术, 2010; 44(8): 979)

[11] Sun Y. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2013
(孙　耀. 上海交通大学硕士学位论文, 2013)

[12] Sun C W, Hui R. *Corros Sci*, 2009; 51: 2508

[13] Chen Y, Sridharan K, Ukai S, Allen T R. *J Nucl Mater*, 2007; 371: 118

[14] Cho H S, Kimura A. *J Nucl Mater*, 2007; 367-370: 1180

[15] Isselin J, Kasada R, Kimura A. *Corros Sci*, 2010; 52: 3266

[16] Siwy A D, Clark T E, Motta A T. *J Nucl Mater*, 2009; 392: 280

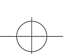
[17] Was G S, Ampornrat P, Gupta G, Teysseyrea S, Westa E A, Allenb T R, Sridharanb K, Tanb L, Chenb Y, Renb X, Pister C. *J Nucl Mater*, 2007; 371: 176

[18] Wright L G, Dooley R B. *Int Mater Rev*, 2010; 55(3) :129

[19] Zhu F W, Zhang L F, Tang R, Qiao P P, Liu R Q. *At Energy Sci Technol*, 2009; 43(6): 39
(朱发文, 张乐福, 唐　睿, 乔培鹏, 刘瑞芹. 原子能科学技术, 2009; 43(6): 39)

[20] Was G S, Teysseyre S, Jiao Z. *Corrosion*, 2006; 62: 989

[21] Sun M C, Wu X Q, Han E H, Rao J C. *Scr Mater*, 2009; 61: 996



[22] Halvarsson M, Tang J E, Asteman H. *Corros Sci*, 2006; 48: 2014
[23] Tan L, Ren X, Sridharan K, Allen T R. *Corros Sci*, 2008; 50: 3056
[24] Sun M C, Wu X Q, Zhang Z E, Han E H. *J Supercrit Fluids*, 2008; 47: 309
[25] Zhang Q, Tang R, Yin K J, Luo X, Zhang L F. *Corros Sci*, 2009; 51: 2092
[26] Zhang Q, Tang R, Li C, Luo X, Yin K J. *Nucl Eng Technol*, 2009; 41(1): 107
[27] Li L. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2012
(李 力. 上海交通大学硕士学位论文, 2012)
[28] Bao Y C. *Master Thesis*, Shanghai Jiao Tong University, 2011
(鲍一晨. 上海交通大学硕士学位论文, 2011)
[29] Cieslak M J. *Weld J*, 1991; 70(2): 49
[30] Dupont J N, Lippold J C, Kiser S D. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. Hoboken: John Wiley & Sons Inc, 2009: 47

(责任编辑:罗艳芬)